第 51 卷 第 11 期 2015 年 11 月 第 1325-1332 页
金属学报 ACTA METALLURGICA SINICA
Vol.51 No.11 Nov. 2015 pp.1325-1332

HR3C 钢运行过热器管的脆化与晶界 $M_{23}C_6$ 相参量演化的关系*

彭志方[1] 任 文[1] 杨 超[2] 陈方玉[3] 刘鸿国[4] 彭芳芳[5] 梅青松[1]

1) 武汉大学动力与机械学院, 武汉 430072
2) 江苏方天电力技术有限公司, 南京 211102
3) 武汉钢铁(集团)公司研究院检测所, 武汉 430080
4) 神华(福建)能源有限责任公司, 福州 350004
5) 东方电气集团东方锅炉股份有限公司, 自贡 643000

摘 要 研究了HR3C钢不同运行态过热器管样晶界碳化物 $M_{23}C_6$ 相参量(面积分数 $\phi_{M_{23}C_6}$ 和等效宽度 W)的变化与脆化的关系. 利用ASTM E112规范奥氏体钢晶粒度评级卡片测算出各级别晶粒度(G_L)对应的二维图像晶界总周长(L_{gb}), 并拟合出两者的关系 $L_{gb}(G_L)$; 利用各管样的扫描电镜二次电子(SEM-SE)像, 得到了对应的 $\phi_{M_{23}C_6}$ 及 W, 从而建立了 W 与 G_L 和 $\phi_{M_{23}C_6}$ 的关系($W(G_L, \phi_{M_{23}C_6})$); 再结合Charpy冲击实验, 获得了冲击值(a_{KV})与 W 的关系($a_{KV}(W)$); 此外, 利用纳米压痕仪测定了晶界的弹性模量(E_r). 结果表明, 所有管样冲击断口均呈沿晶断裂形貌; 当 $\phi_{M_{23}C_6}$ 一定时, G_L 越小, W 越大, 其 E_r 也越大, 对应的 a_{KV} 越小, 即晶界脆化倾向越大. 揭示了晶界 $M_{23}C_6$ 片等效宽度的增大(粗化)导致脆化的实质.

关键词 HR3C钢, 脆化, $M_{23}C_6$, 等效宽度, Charpy冲击值

中图法分类号 TG142.73 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)11-1325-08

RELATIONSHIP BETWEEN THE EVOLUTION OF PHASE PARAMETERS OF GRAIN BOUNDARY $M_{23}C_6$ AND EMBRITTLEMENT OF HR3C SUPER-HEATER TUBES IN SERVICE

PENG Zhifang [1], *REN Wen* [1], *YANG Chao* [2], *CHEN Fangyu* [3], *LIU Hongguo* [4], *PENG Fangfang* [5], *MEI Qingsong* [1]

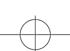
1) School of Power and Mechanical Engineering, Wuhan University, Wuhan 430072
2) Jiangsu Frontier Electric Technology Co. Ltd., Nanjing 211102
3) Research Institute of Wuhan Iron and Steel (Group) Corp., Wuhan 430080
4) Shenhua (Fujian) Energy Co. Ltd., Fuzhou 350004
5) Dongfang Boiler Group Co. Ltd., Zigong 643000

Correspondent: PENG Zhifang, professor, Tel: (027)68772252-808, E-mail: zfpeng@whu.edu.cn

Manuscript received 2015-01-29, in revised form 2015-05-27

ABSTRACT The relationship of the evolution of the phase parameters (area fraction $\phi_{M_{23}C_6}$ and equivalent width W) of grain boundary $M_{23}C_6$ plates with the embrittlement of HR3C super-heater tube samples in service was studied. Based on the ASTM E112 standard charts, the total length of two dimensional austenite grain boundaries (L_{gb}) corresponding to each grain size number (G_L) was determined in the observed area of the metallographic images and expressed as L_{gb} (G_L). Making use of the SEM-SE images of the samples, the $\phi_{M_{23}C_6}$ and W were determined.

* 收到初稿日期: 2015-01-29, 收到修改稿日期: 2015-05-27
作者简介: 彭志方, 男, 1954年生, 教授, 博士
DOI: 10.11900/0412.1961.2015.00077



The relationships of W with G_L and $\phi_{M_{23}C_6}$ were established as $W(G_L, \phi_{M_{23}C_6})$. Combined with the result from a Charpy impact test, the function of the impact value (a_{KV}) as the W was obtained. In addition, the grain boundary elastic modulus (E_r) was measured by a nano-hardness test. The result shows that intergranular fracture occurred on all the room temperature impact test specimens taken from the super-heater tubes exposed under the operating conditions. The W was increased with the decrease of G_L and the increase of E_r at a constant $\phi_{M_{23}C_6}$, causing a corresponding decrease of a_{KV}, and hence promoting the embrittlement of the HR3C super-heater tubes. The related mechanism for the intergranular fracture caused by the increase of the equivalent width W of grain boundary carbides (carbide coarsening) can be explained through the application of the proposed method.

KEY WORDS HR3C steel, embrittlement, $M_{23}C_6$, equivalent width, Charpy impact value

超超临界机组参数的提高使锅炉的高温受热面需要有更好的抗蒸汽氧化能力和高温强度等. HR3C钢是原住友公司在TP310基础上通过复合添加Nb和N合金元素研制出的新型耐热钢, 钢中析出的细小弥散的Z相和*MX*相以及$M_{23}C_6$强化了钢基体[1], 使其具有更高的高温强度及综合性能. Iseda等[2]研究了HR3C钢的持久性能与组织结构变化; 方圆圆等[3]研究了HR3C钢750 ℃时效过程中析出相的类型、结构及其分布特征; Komai等[4]报道了在Eddystone电站1号机组过热器上运行75075 h的HR3C钢管的显微组织和有关性能. 在我国, HR3C钢仅有数年运行史[5~7], 对该钢的组织与性能研究仍很有限.

在HR3C钢的脆化研究方面, 殷尊等[8]研究表明, 与供货态相比, 出口蒸汽温度为605 ℃, 压力为5.04 MPa的HR3C钢末级再热器管运行25000 h后, 其脆性明显增加并且其晶界碳化物聚集粗化; 杜宝帅等[9]研究表明, 出口蒸汽温度为605 ℃, 压力为4.9 MPa服役42000 h的HR3C钢再热器管晶界处形成的连续片状$M_{23}C_6$造成晶界脆化. Okada等[10]报道了蒸汽温度为615 ℃, 压力为35 MPa下运行75075 h的HR3C钢末级过热器管冲击值降低与晶界析出密切相关. 此外, 李太江等[11]的研究表明, HR3C钢在650 ℃时效过程中具有明显的时效脆化倾向, 长时时效后主要为沿晶脆性断裂; Bai等[12]认为, HR3C钢在650 ℃时效至3000 h的过程中, 晶界碳化物持续析出导致了该钢的冲击断裂机制由穿晶转变为沿晶断裂. 郑子杰[13]指出, HR3C钢时效后冲击功显著下降是晶界上析出$M_{23}C_6$相所致. 高加强等[14]的研究表明, HR3C钢700 ℃时效后, 粗大析出物在晶界上连成网状, 导致其冲击值降低. Peng等[15]的研究认为, HR3C钢在700 ℃时效后冲击值下降的原因是$M_{23}C_6$沿晶界析出而使晶粒间的结合强度降低. 然而, 至目前为止, 尚未见对这类钢管经短时及长时运行后, 其冲击韧性与晶界析出相的定量研究报道. 针对这类钢管已普遍存在的脆化问题, 本工作研究了脆化倾向与晶界析出相的含量及其尺寸之间的关系, 为运行HR3C钢管的寿命评估及安全运行提供实用性参考依据.

1 实验方法

实验所用HR3C钢供货态及运行态高温过热器管样来源于不同超超临界火电机组. 其运行条件与化学成分分别如表1和表2所示. 所列成分由Spectrolab直读光谱仪测得, 所有管样的主要元素含量均在ASTM-A 213/A 213M成分规范之内, 其中管样SH4.0的含C量最高, 管样SH3.2最低. 样品制备过程如下: 沿运行态过热器管圆周方向等分切8个样品, 用HXS-1000A型数字式显微硬度计在管径方向截面上测显微硬度, 由此确定被测管最高和最低硬度处, 并分别在其上各截取3个冲击试样在室温下作Charpy冲击实验; 由于管样厚度有限, 所取冲击

表1 HR3C钢过热器管的运行条件及其尺寸

Table 1 Service conditions and dimensions of HR3C super-heater tubes

Sample	Service condition			Dimension / mm	
	Steam temperature / ℃	Steam pressure / MPa	Service time / h	Diameter	Wall thickness
SH1.6	610~620	27.0~28.0	16000	63.5	11.5
SH3.2	600~610	25.0~26.5	32000	57.0	14.5
SH4.0	600~610	25.0~26.5	40000	57.0	14.5
SH5.6	520~560	24.0~25.0	56000	48.5	8.0

表 2 HR3C 钢过热器管样的化学成分

Table 2 Chemical compositions of HR3C super-heater tube samples

(mass fraction / %)

Sample	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Nb	N	Fe
SH1.6	0.068	0.385	1.18	0.015	0.0075	25.06	19.86	0.391	0.250	Bal.
SH3.2	0.055	0.425	1.19	0.017	0.0013	25.66	19.66	0.438	0.258	Bal.
SH4.0	0.071	0.397	1.17	0.016	0.0045	24.71	19.63	0.402	0.250	Bal.
SH5.6	0.063	0.420	1.19	0.026	0.0090	25.68	20.06	0.410	0.230	Bal.
ASTM	0.040~0.100	≤0.750	≤2.00	≤0.030	≤0.030	24.00~26.00	17.00~23.00	0.20~0.60	0.150~0.350	Bal.

试样为非标样, 其尺寸为55 mm×10 mm×2.5 mm, V形缺口, 缺口深度为2 mm. 通过电子探针(EPMA)+能谱仪(EDS)+复相分离技术(MPST)[16]分析表明, 本研究所用HR3C钢各过热器管样的显微组织主要由晶内Z相(NbCrN)+晶界 $M_{23}C_6$ 相+基体奥氏体相所组成. 其中, Z相颗粒尺寸细小且离散分布于晶内, 并由于各管样均呈沿晶脆性断裂形式, 因此本工作的重点将放在奥氏体晶粒度(G)、$M_{23}C_6$ 相参量以及晶界弹性模量(E_r)的定量分析及其与脆化倾向的关系方面. 其步骤是: 首先用01~010号砂纸磨制各管样, 然后用W0.5型金刚石研磨膏机械抛光, 最后用5 g $FeCl_3$+10 mL HCl+30 mL 酒精溶液腐蚀, 利用PMG3-U型光学显微镜(OM)得到各管样的OM像; 再根据ASTM E112规范中晶粒度评级的若干方法($N_{AE}=2^{G-1}$ (N_{AE} 为100倍下每平方英寸内的晶粒个数, G 为晶粒度级别), 面积法, 截距法)测算出各管样奥氏体晶粒度的平均值(G_M); 根据ASTM E112规范中奥氏体晶粒度等级卡片, 利用Image-Pro Plus软件测出各晶粒度级别(3~8, 注: ASTM E112规范中奥氏体晶粒度等级卡片1, 2与3级晶粒度差别不明显, 故本工作中未列入1, 2级)对应的二维晶粒周长(L_{gb}), 由此拟合得到 L_{gb} 与奥氏体晶粒度(G_L)的关系; 借助Image-Pro Plus软件和JSM-7100F扫描电镜二次电子(SEM-SE)像, 测算出晶界碳化物的面积分数($\phi_{M_{23}C_6}$), 然后根据本工作提出的有关公式算出其等效宽度(W); 从而获得 W 与 $\phi_{M_{23}C_6}$ 及 G 的对应关系, 以及管样冲击值(a_{KV})与 W 的关系. 利用Quanta-400型SEM观察各管样冲击断口形貌. 为表征晶界碳化物($M_{23}C_6$)的脆化倾向, 利用带SEM的纳米压痕仪(HYSITRON TI950Ubi)测量了各管样的 E_r, 纳米压痕仪工作参数为: 最大加载力1 mN, 加载时间5 s, 保载时间2 s, 卸载时间5 s. 所有实验结果均为最高与最低硬度处数据的平均值.

2 实验结果与分析

2.1 冲击断口形貌

图1为HR3C各管样的冲击断口形貌. 可以看出, 所有管样冲击断口均呈典型的冰糖状特征, 裂纹在晶界处萌生并沿晶界扩展, 表明了各管样均为沿晶脆性断裂.

2.2 奥氏体晶粒度

图2为HR3C各管样的OM像. 可以看出, SH3.2和SH4.0管样的原奥氏体晶粒明显比SH1.6和SH5.6的粗大. 显然, 来源不同的SH3.2和SH4.0管样的固溶热处理温度偏高或时间偏长.

2.3 晶界 $M_{23}C_6$ 相参量与管样冲击值

2.3.1 晶界 $M_{23}C_6$ 的面积分数($\phi_{M_{23}C_6}$)及其等效宽度(W)　图3为HR3C过热器管样的SEM-SE像. 从图中可以看到, 各管样晶界碳化物的形态各异(粒状和片状)、厚薄不同, 有的断续有的连续. EPMA+EDS+MPST测算表明, 这些碳化物均为 $M_{23}C_6$. 由于不同管样或同一管样不同视场中晶界 $M_{23}C_6$ 的形态及其尺寸不尽相同, 为了统一度量, 可以建立晶界 $M_{23}C_6$ 片等效宽度(W)的概念及其相关算式, 它与观测视场内晶界总长度(L_{gb})的乘积($WL_{gb}=A_{M_{23}C_6}$, 其中 $A_{M_{23}C_6}$ 为晶界 $M_{23}C_6$ 片的面积)与所在视场面积(A_{meas})的比值 $\phi_{M_{23}C_6}$ 为晶界 $M_{23}C_6$ 片的面积分数, 即:

$$WL_{gb}/A_{meas}=A_{M_{23}C_6}/A_{meas}=\phi_{M_{23}C_6} \tag{1}$$

其中, $A_{M_{23}C_6}$ 和 A_{meas} 可直接测得. 此外, 根据ASTM E112标准晶粒度评级卡片, 测算出100倍放大倍数下5000 mm^2 面积内奥氏体晶粒度各级别 G_L 所对应的 L_{gb} (单位为 10^4 μm), 如图4所示, 并拟合得到如下关系:

$$L_{gb}=-0.27+0.35\times G_L \tag{2}$$

其拟合优度 R^2=0.99. 由此可以根据晶界周长来确定所用样品的奥氏体晶粒度级别. 该方法与ASTM

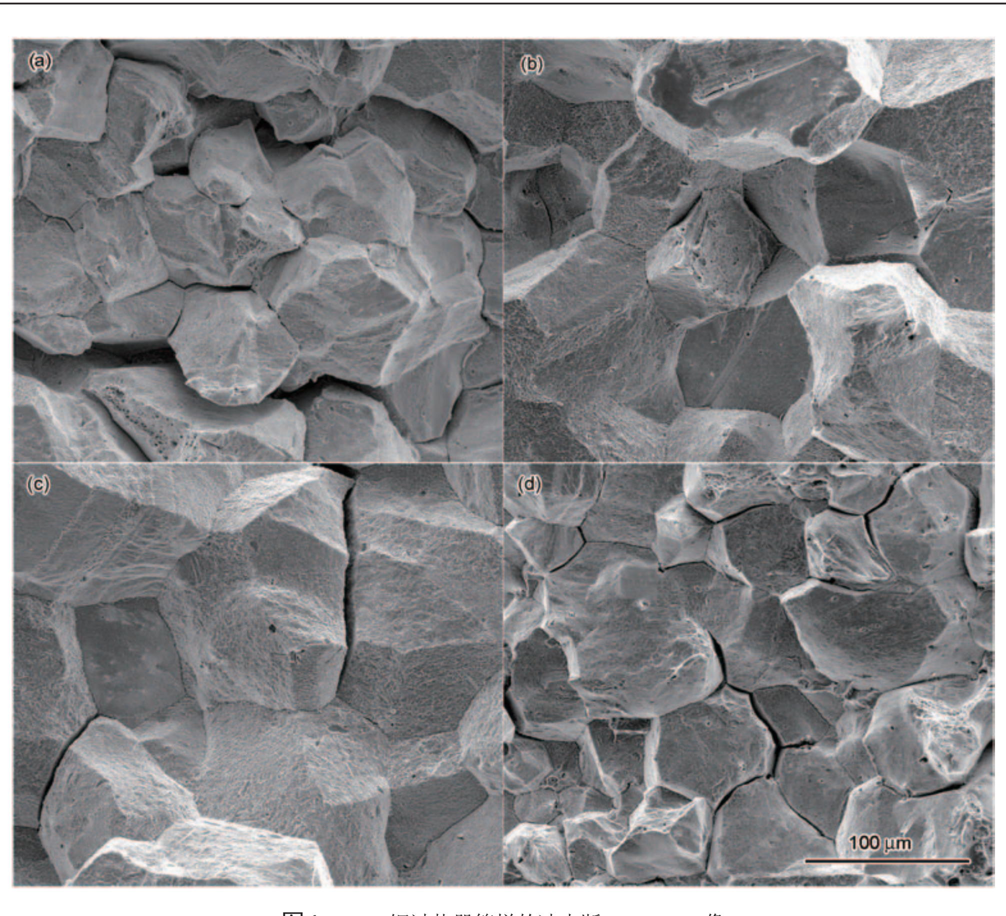


图1 HR3C钢过热器管样的冲击断口SEM-SE像

Fig.1 SEM-SE images of impact fractography of HR3C super-heater tube samples

(a) SH1.6 (b) SH3.2 (c) SH4.0 (d) SH5.6

图2 HR3C钢过热器管样的OM像

Fig.2 OM images of HR3C super-heater tube samples

(a) SH1.6 (b) SH3.2 (c) SH4.0 (d) SH5.6

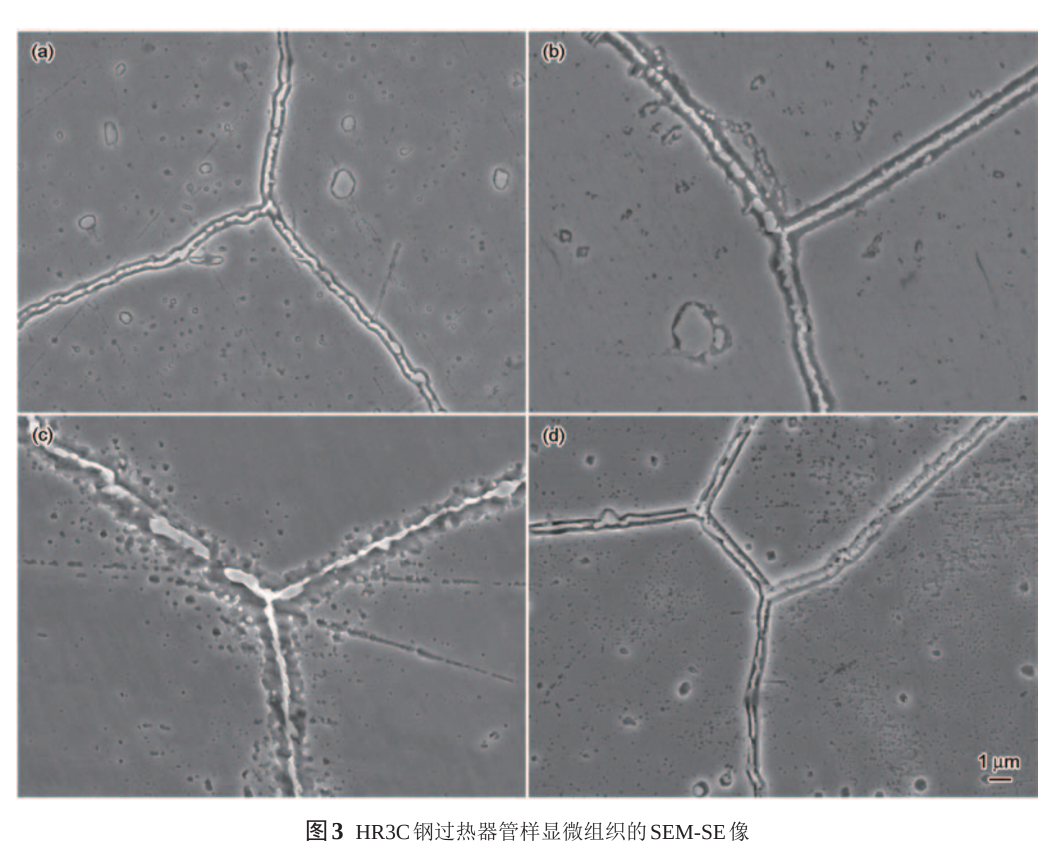


图 3　HR3C 钢过热器管样显微组织的 SEM-SE 像

Fig.3 SEM-SE images of HR3C super-heater tube samples

(a) SH1.6　(b) SH3.2　(c) SH4.0　(d) SH5.6

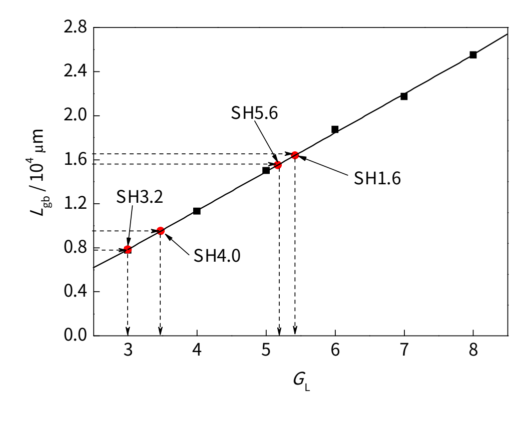


图 4　奥氏体钢晶界总周长(L_{gb})与奥氏体晶粒度(G_L)的关系

Fig.4 Relationships of the total length of grain boundaries (L_{gb}) with the austenite grain size number (G_L) in the observed areas (100 times under 5000 mm^2 observation area)

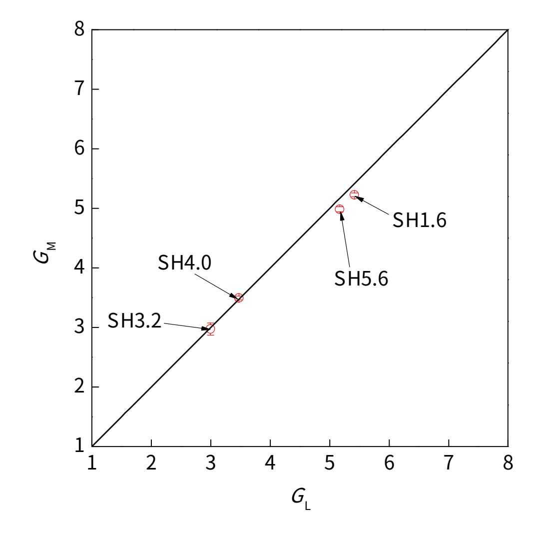


图 5　不同方法确定的 HR3C 过热器管样晶粒度级别 G_M 与 G_L 的对比

Fig.5 Comparison between mean values of grain size numbers G_M (ASTM E112) and G_L (this work) of HR3C super-heater tube samples

E112 晶粒度评级方法得到的 G_M 吻合性很好, 结果如图 5 所示. 于是, W 为 G_L 和 $\phi_{M_{23}C_6}$ 的函数($W(G_L, \phi_{M_{23}C_6})$), 即式(1)可改写成:

$$W = \phi_{M_{23}C_6}(A_{meas}/L_{gb}) \tag{3}$$

需要说明, 式(2)中的 G_L 由固溶热处理温度及时间所决定(各管供货态均为固溶态, 即完全奥氏体态); 而 $\phi_{M_{23}C_6}$ 则取决于运行条件(可视为作用于运行管的温度 T, 应力 σ, 时间 t).

图 6 是 W 与 G_L 和 $\phi_{M_{23}C_6}$ 之间的关系. 可以发现, $\phi_{M_{23}C_6}$ 一定时, G_L 越小(晶粒越粗大), W 越大; G_L 一定

时, $\phi_{M_{23}C_6}$越大, W越大. 显然, 与管样SH1.6和SH5.6相比, 管样SH3.2和SH4.0的G_L较小, 对应较大的W.

联系本工作实际, 管样SH4.0 (SH3.2)晶界$\phi_{M_{23}C_6}$最大(小), 这是因为$\phi_{M_{23}C_6}$与运行条件直接相关(SH4.0和SH3.2管样的运行条件及尺寸规格一样, 但前者的含C量较高且运行时间更长, 所以其晶界$\phi_{M_{23}C_6}$较大), 但管样SH4.0晶界$M_{23}C_6$片的W比SH3.2的略小, 因为W又与L_{gb} (G_L)相关(式(3)); 显然, 原始固溶温度和/或时间(决定奥氏体晶粒度)与运行条件(T, σ, t)共同决定了管样之间的这种差异. 尽管SH1.6管样的运行温度及压力最高, 但其奥氏体晶粒细小(L_{gb}大), 其管壁较厚且运行时间最短; 对于SH5.6管样, 尽管其运行时间长, 但其奥氏体晶粒细小(L_{gb}大)且其运行温度最低, 因此上述两管样的W较小; 与之形成对照, SH3.2和SH4.0管奥氏体晶粒粗大(L_{gb}小), 其运行温度也较高, 故这两管样的W较大, 且SH3.2比SH4.0更大, 原因是SH3.2奥氏体晶粒度更小(晶粒更粗大, L_{gb}更小).

2.3.2 晶界$M_{23}C_6$片的等效宽度(W)与管样冲击值(a_{KV})　运行钢管的脆化(即冲击性能的大幅度下降)应与其原始及运行态组织有关, 即与供货态钢管的热处理状态及实际运行工况(冲击值发生变化的原始条件及现行条件)有关. 因此, 可将钢管的冲击值(a_{KV})表征为G_L, T, σ及t的函数($a_{KV}(G_L, (T, \sigma, t))$). 其中, G_L由钢管固溶热处理温度和时间所决定; 而T, σ和t取决于运行工况. 由于运行工况决定了管样的$\phi_{M_{23}C_6}$, 即$\phi_{M_{23}C_6}$是T, σ和t的函数($\phi_{M_{23}C_6}(T, \sigma, t)$), 因此, 可将$a_{KV}$表征为$a_{KV}(G_L, \phi_{M_{23}C_6})$. 这样处理将复杂运行条件($T$, σ, t)所产生的作用归于对$\phi_{M_{23}C_6}$的贡献, 因而可将多元变量简化为一元变量. 于是, 根据式(2)和(3), a_{KV}可表示为$a_{KV}(W)$.

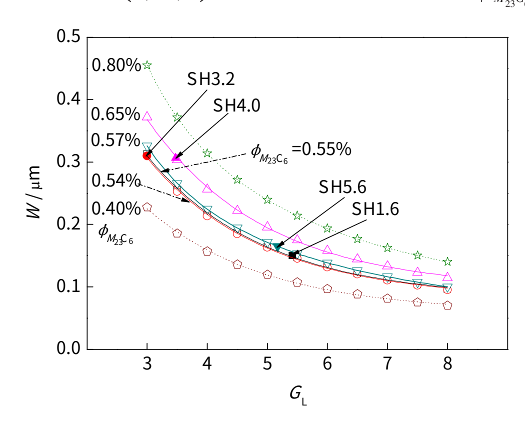


图6　晶界$M_{23}C_6$片的等效宽度(W)随其面积分数($\phi_{M_{23}C_6}$)和晶粒度(G_L)的变化

Fig.6 Variation of the equivalent width of grain boundary $M_{23}C_6$ plates (W) with their area fraction ($\phi_{M_{23}C_6}$) and the grain size number (G_L)

从图7a中W与a_{KV}的直方图可见, W越大, 试样的a_{KV}越小. 其中, 具有较大W的SH3.2和SH4.2管样的a_{KV}值明显比SH1.6和SH5.6管样的低. 利用文献[2, 11, 12, 15, 17]报道的供货态HR3C管样(晶界无$M_{23}C_6$, 即W=0)的平均冲击值, 结合本工作所用实际运行该钢管样的a_{KV} (J/cm^2)与W (μm)数据进行函数拟合, 得到如图7b所示的结果, 对应的函数拟合的关系式如下:

$$a_{KV} = 1/(0.004 + 0.042W + 0.612W^2) \tag{4}$$

其拟合优度R^2=0.99. 显然这一结果是符合客观规律的, 并可用来量化评估运行HR3C钢管冲击值下降的倾向.

2.3.3 晶界$M_{23}C_6$的弹性模量　图8a与b分别为HR3C各过热器管样晶界$M_{23}C_6$的E_r分布图和平均值直方图(SH3.2与SH4.0处于同一锅炉, 两者运行时间相差数千小时, 由于前者冲击值最低, 故本次E_r测定选用该管样). 其中, 图8a中f_s表示将各管样测点总数归一化后的计数频率, 即小于某个E_r值的测点个数在测点总数中所占的比例. 从该图中可以看到, 管样晶界E_r随f_s的分布按SH3.2, SH5.6和

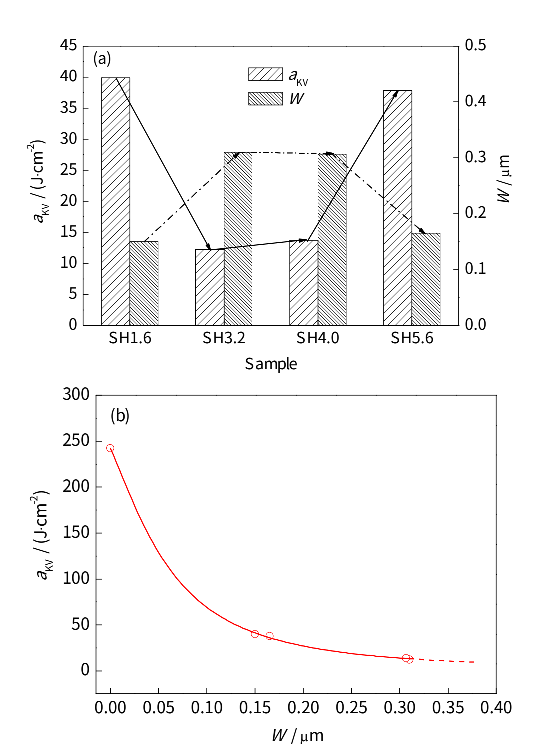
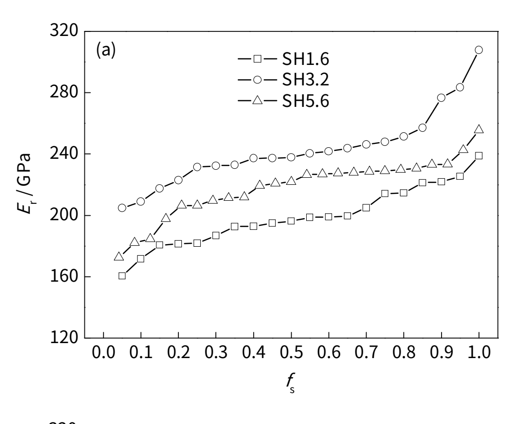


图7　HR3C管样的冲击值(a_{KV})与晶界$M_{23}C_6$片的等效宽度(W)

Fig.7 Charpy impact value (a_{KV}) and the equivalent width (W) of grain boundary $M_{23}C_6$ plates of HR3C tube samples (a) and a_{KV} *vs* W (b)



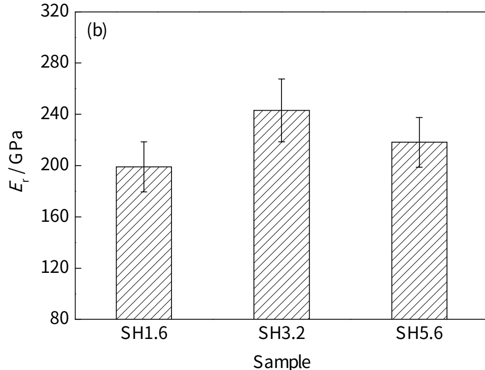


图8 HR3C 钢过热器管样晶界弹性模量(E_r)

Fig.8 Grain boundary elastic modulus (E_r) of HR3C superheater tube samples (f_s—counting frequency)

(a) measurement point distribution of E_r

(b) mean values of E_r

SH1.6 顺序递减, 即表明 SH3.2 管样晶界 E_r 最大, SH5.6 其次, SH1.6 最小. 图 8b 所反应的晶界 E_r 的平均值也遵循以上顺序. 由于材料 E_r 的高低反映了其脆性/延性倾向(脆性材料的 E_r 大, 而延性材料的 E_r 小), 因此进一步证明了 SH3.2 管样的脆性最大而 SH1.6 的脆性最小, 这与冲击实验结果吻合.

3 结论

(1) 提出了利用奥氏体晶粒二维图像周长(L_{gb})确定其晶粒度(G_L)的方法: $L_{gb}=-0.27+0.35G_L$(拟合优度 $R^2=0.99$, 适用于 100 倍下 5000 mm^2 观测面积内, 长度单位为 10^4 μm, 晶粒度为 3~8 级), 该方法与 ASTM E112 晶粒度若干评级方法测算结果的平均值(G_M)吻合很好; 并提出了晶界 $M_{23}C_6$ 片等效宽度(W)的概念; W 与 G_L 和晶界 $M_{23}C_6$ 片的面积分数($\phi_{M_{23}C_6}=L_{gb}W/A_{meas}$)可表示为: $W=\phi_{M_{23}C_6}(A_{meas}/L_{gb})$, 其中 A_{meas} 为视场面积.

(2) 当 $\phi_{M_{23}C_6}$ 一定时, G_L 越小即奥氏体晶粒越粗大, W 越大; 当 G_L 一定时, $\phi_{M_{23}C_6}$ 越大, W 也越大; G_L 由固溶热处理温度所决定, $\phi_{M_{23}C_6}$ 则取决于运行条件.

(3) 本研究所用 HR3C 钢运行过热器管样均为沿晶断裂; 其冲击值 a_{KV} 与 W 的关系是: $a_{KV}=1/(0.004+0.042W+0.612W^2)$, 拟合优度 $R^2=0.99$; 与管样 SH1.6 和 SH5.6 相比, 管样 SH3.2 和 SH4.0 较小的 G_L 对应较大的 W 以及较低的 a_{KV}, 其中 SH3.2 的冲击值最低与其 G_L 最小和 W 较大直接有关; 此外, 该管样晶界 $M_{23}C_6$ 高的弹性模量(E_r)也表明其脆化程度大. 据此, 粗大的奥氏体晶粒以及宽厚的晶界 $M_{23}C_6$ 片是 HR3C 钢运行过热器管样脆化的根本原因.

特别感谢当时在日本国家材料科学研究院(NIMS)的孟凡强博士协助测定了本工作所用运行管样晶界的弹性模量.

参考文献

[1] Yang F, Zhang Y L, Ren Y N, Li W M. *New Heat-Resistant Steels Welding*. Beijing: China Electric Power Press, 2006: 143
(杨 富, 章应霖, 任永宁, 李为民. 新型耐热钢焊接. 北京: 中国电力出版社, 2006: 143)

[2] Iseda A, Okada H, Semba H, Igarashi M. *Energy Mater*, 2007; 2(4): 199

[3] Fang Y Y, Zhao J, Li X N. *Acta Metall Sin*, 2010; 46: 844
(方园园, 赵 杰, 李晓娜. 金属学报, 2010; 46: 844)

[4] Komai N, Igarashi M, Minami Y, Mimura H, Masuyama F, Prager M, Boyles P R. In: American Society of Mechanical Engineers ed., *2007 Proc ASME Pressure Vessels and Piping Conference-8th Int Conf on Creep and Fatigue at Elevated Temperatures- CREEP*, New York: ASME, 2007: 203

[5] Hu P. *Electr Power Constr*, 2005; 26(6): 26
(胡 平. 电力建设, 2005; 26(6): 26)

[6] Jiang Z S, Dong W G, Mao G G. *Electr Power Constr*, 2007; 28(8): 7
(江哲生, 董卫国, 毛国光. 电力建设, 2007; 28(8): 7)

[7] Sun Y Z. *Electr Power Constr*, 2003; 24(9): 11
(孙叶柱. 电力建设, 2003; 24(9): 11)

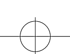
[8] Yin Z, Cai H, Liu H G. *Proc Chin Soc Elec Eng*, 2011; 31: 103
(殷 尊, 蔡 晖, 刘鸿国. 中国电机工程学报, 2011; 31: 103)

[9] Du B S, Wei Y Z, Zhang Z W, Li X M, Liu R. *Trans Mater Heat Treatment*, 2014; 35(12): 84
(杜宝帅, 魏玉忠, 张忠文, 李新梅, 刘 睿. 材料热处理学报, 2014; 35(12): 84)

[10] Okada H, Igarashi M, Yamamoto S, Miyahara O, Iseda A, Komai N, Masuyama F. In: American Society of Mechanical Engineers ed., *2007 Proc ASME Pressure Vessels and Piping Conference-8th Int Conf on Creep and Fatigue at Elevated Temperatures-CREEP*, New York: ASME, 2007: 181

[11] Li T J, Liu F G, Fan C X, Yao B Y. *Hot Working Technol*, 2010; 39(14): 43
(李太江, 刘福广, 范长信, 姚兵印. 热加工工艺, 2010; 39(14): 43)

[12] Bai X, Pan J, Chen G, Liu J, Wang J, Zhang T, Tang W. *Mater Sci Technol*, 2014; 30(2): 205



[13] Zhen Z J. *Boiler Technol*, 2011; 42(4): 46
(郑子杰. 锅炉技术, 2011; 42(4): 46)

[14] Gao J Q, Hong J, Zhou Y D, Toda Y, Wang Q J, Liu J L. *Metall Anal (Suppl.: Phys)*, 2012; 32: 172
(高加强, 洪 杰, 周冶东, 户田佳明, 王起江, 刘俊亮. 冶金分析(增刊: 物理分册), 2012; 32: 172)

[15] Peng B C, Zhang H X, Hong J, Gao J Q, Wang Q J, Zhang H Q. *Mater Sci Eng*, 2010; A527:1957

[16] Peng Z F, Peng F F, Chen F Y. In: Gandy D, Shingledecker J eds., *Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants: Proceedings from the Seventh International Conference (EPRI 2013)*, Waikoloa, Hawaii, USA: ASM International, 2013: 1151

[17] Shen Q, Liu H G, Tang L Y. *Electr Power Constr*, 2009; 30(9): 62
(沈 琦, 刘鸿国, 唐丽英. 电力建设, 2009; 30(9): 62)

(责任编辑:毕淑娟)

